

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)[Generate Collection](#)[Print](#)

L10: Entry 64 of 73

File: JPAB

Nov 25, 1992

PUB-NO: JP404337026A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 04337026 A

TITLE: PRODUCTION OF HOT ROLLED HIGH STRENGTH STEEL PLATE EXCELLENT IN FATIGUE STRENGTH AND FATIGUE CRACK PROPAGATION RESISTANCE

PUBN-DATE: November 25, 1992

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

KINEBUCHI, MASAO

YOKOMAKU, TOSHINORI

MIMURA, KAZUHIRO

INT-CL (IPC): C21D 8/02; C21D 9/46; C22C 38/00; C22C 38/06

ABSTRACT:

PURPOSE: To obtain a hot rolled high strength steel plate excellent in fatigue crack propagation resistance as well as in fatigue strength by using a steel containing specific weight percentages of components and performing heat treatment under specific conditions.

CONSTITUTION: A steel having a composition consisting of 0.03-0.15% C, 0.10-1.5% Si, 0.10-2.0% Mn, 0.01-0.10% Al, 0.03-0.15% P, and the balance Fe with inevitable impurities is finish-rolled at 780-900°C. Subsequently, the resulting plate is cooled down to 680-720°C at a rate of $\geq 40^{\circ}\text{C/sec}$, air-cooled for 2-8sec, cooled at a rate of $\geq 40^{\circ}\text{C/sec}$, and coiled at $\leq 500^{\circ}\text{C}$. By this method, the final structure where ferrite grain size and the volume fraction of secondary phase (martensite and/or bainite and/or retained austenite) are controlled to 5-25 μm and 10-30%, respectively, can be obtained.

COPYRIGHT: (C)1992, JPO&Japio

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平4-337026

(43)公開日 平成4年(1992)11月25日

(51)Int.Cl.⁵
C 21 D 8/02
9/46
C 22 C 38/00
38/06

識別記号 A 8116-4K
S 7356-4K
301 W 7217-4K

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数3(全6頁)

(21)出願番号 特願平3-135588

(22)出願日 平成3年(1991)5月10日

(71)出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号

(72)発明者 佐藤雅男

兵庫県神戸市灘区新在家南町2-2-5新
在家センター370-B

(72)発明者 横幕俊典

兵庫県西宮市堤町2番44号

(72)発明者 三村和弘

兵庫県加古川市平岡町二俣1006神鋼二俣社
宅C 4-306

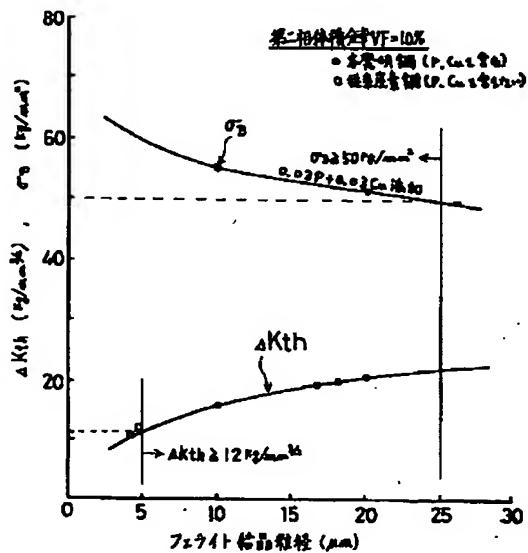
(74)代理人 弁理士 中村 尚

(54)【発明の名称】 疲労強度と疲労亀裂伝播抵抗の優れた高強度熱延鋼板の製造方法

(57)【要約】

【目的】 相反する特性である疲労強度と疲労亀裂伝播抵抗が共に優れた高強度熱延鋼板を得る。

【構成】 C: 0.03~0.15%, Si: 0.10~1.5%, Mn: 0.10~2.0%, Al: 0.01~0.10%, P: 0.03~0.15%を含有し、必要に応じ Cu: 0.03~1.5%とNi: 0.03~0.5% (14P+Cu<2%) 或いはこれらのCu及びNiに更にCa: 1.0~6.0ppmを含有し、残部がFe及び不可避免の不純物からなる鋼を780~900°Cの温度範囲内で仕上圧延し、その後、680~720°Cまで40°C/秒以上で冷却した後、次いで2~8秒間の空冷後、40°C/秒以上で冷却し、500°C以下の温度で巻取ることにより、5μm≤フェライト結晶粒径≤25μm、10%≤第二相(マルテンサイト及び/又はペイナイト及び/又は残留オーステナイト)の体積分率≤30%に制御された最終組織を得る。特に、自動車の足回り部品及び車体構造部材などの用途に適した熱延のままで疲労耐久限と疲労亀裂伝播抵抗が共に優れた50kgf/mm²以上の高張力熱間圧延鋼板として好適である。



1

2

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で(以下、同じ)、C:0.03～0.15%、Si:0.10～1.5%、Mn:0.10～2.0%、Al:0.01～0.10%及びP:0.03～0.15%を含有し、残部がFe及び不可避的不純物からなる鋼を、780～900℃の温度範囲内で仕上圧延を終了し、その後、680～720℃まで40℃/秒以上で冷却した後、次いで2～8秒間の空冷後、40℃/秒以上で冷却し、更に500℃以下の温度で巻取ることにより、最終組織が、

5μm≤フェライト結晶粒径≤25μm、

10%≤第二相(マルテンサイト及び/又はベイナイト及び/又は残留オーステナイト)の体積分率≤30%，に制御された組織を得ることを特徴とする疲労強度と疲労亀裂伝播抵抗の優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

【請求項2】 前記鋼が、更にCu:0.03～1.5%及びNi:0.03～0.5%(但し、14P+Cu<2%)を含有している請求項1に記載の方法。

【請求項3】 前記鋼が更にCa:1.0～6.0ppmを含有している請求項2に記載の方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は疲労強度と疲労亀裂伝播抵抗が共に優れた高強度熱延鋼板の製造方法に関し、特に、自動車の足回り部品及び車体構造部材などの用途に適した熱延のままで、疲労耐久限と疲労亀裂伝播抵抗が共に優れた50kgf/mm²以上の高張力熱間圧延鋼板の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術及び発明が解決しようとする課題】 近年、自動車業界においては、燃費向上を図るために、高張力薄鋼板の使用が増加しており、特に足回り部品や車体の各構造部材においては、高張力化による薄肉化の要求が極めて高い。

【0003】 しかし、引張強さや耐力を向上しても、自動車において重要な特性である疲労強度は十分に向上せず、また、高張力化は、切欠きや溶接部などの構造的、組織的不連続部からの疲労亀裂伝播抵抗を低下させるなどの問題点があった。

【0004】 従来、疲労強度を向上する技術として、特開昭58-123823号公報や特開昭63-282240号などに見られるように、鋼板全体或いは表面層のフェライト粒を細粒化することが行なわれているが、細粒化は疲労亀裂伝播特性を劣化させる欠点があり、その結果、切欠きや溶接欠陥を含む疲労特性を低下させる問題があった。

【0005】 その他の先行技術においても、疲労耐久限と疲労亀裂伝播特性を共に改善することを可能にする技術は見当らない。

【0006】 上述のように、従来技術では、疲労強度の 50

向上をもっぱら結晶粒の微細化に頼っており、その結果、疲労亀裂伝播抵抗を劣化させるという問題点があった。

【0007】 本発明は、上記従来技術の欠点を解消して、相反する特性である疲労耐久限と疲労亀裂伝播抵抗が共に優れた高強度熱延鋼板が得られる方法を提供することを目的とするものである。

【0008】

【課題を解決するための手段】 前記課題を解決するため、本発明者は、これらの相反する特性である疲労耐久限と疲労亀裂伝播抵抗が共に優れた高張力熱延鋼板を得るべく成分組成、組織並びに製造条件について総合的に鋭意研究を重ねた結果、ここに本発明を完成したものである。

【0009】 すなわち、本発明は、C:0.03～0.15%、Si:0.10～1.5%、Mn:0.10～2.0%、Al:0.01～0.10%及びP:0.03～0.15%を含有し、必要に応じて更にCu:0.03～1.5%及びNi:0.03～0.5%(但し、14P+Cu<2%)或いはこれらのCu及びNiに更にCa:1.0～6.0ppmを含有し、残部がFe及び不可避的不純物からなる鋼を、780～900℃の温度範囲内で仕上圧延を終了し、その後、680～720℃まで40℃/秒以上で冷却し、次いで2～8秒間の空冷後、40℃/秒以上で冷却し、更に500℃以下の温度で巻取ることにより、最終組織が、

5μm≤フェライト結晶粒径≤25μm、

10%≤第二相(マルテンサイト及び/又はベイナイト及び/又は残留オーステナイト)の体積分率≤30%，

に制御された組織を得ることを特徴とする疲労強度と疲労亀裂伝播抵抗の優れた高強度熱延鋼板の製造方法を要旨とするものである。

【0010】 以下に本発明を更に詳述する。

【0011】

【作用】

【0012】 本発明は、要するに、熱延鋼板の最終組織として、第二相(マルテンサイト及び/又はベイナイト及び/又は残留オーステナイト)(以下「第二相」という)を含むフェライト組織とし、かつ、多量の第二相を生じないように炭素量を0.03～0.15%に規制し、これによる強度不足を、Pの固溶強化及び/又はCuの析出強化によって補うことにより、必要な疲労強度を確保したものである。また、適量のCaを添加して介在物を球状化することによりP、Cuによる高疲労強度化をより効果的にすると同時に良好な加工性も付与する。また、更に熱延仕上温度、冷却速度、巻取り温度の適正化を図ることにより、フェライト結晶粒を5～25μmに制御し、同時に第二相の体積分率を10～30%に制御することにより、疲労亀裂伝播抵抗の向上を図ったものである。

【0013】まず、本発明における鋼の化学成分の限定理由について説明する。

【0014】C : Cは第二相を得るのに必要な元素であり、そのためには0.03%以上が必要である。しかし、0.15%を超えて添加すると、第二相の体積分率が増え、後述のとおり疲労亀裂伝播抵抗を劣化させる。よって、C含有量は0.03~0.15%の範囲とする。

【0015】Si : Siは静的強度を高めるのに必要な元素であり、その効力を発揮するためには0.10%以上の添加が必要である。しかし、1.5%を超えて添加すると、赤スケールを発生して表面性状を損なうと共に、その結果、圧延ままの疲労強度が低下する。よって、Si含有量は0.10~1.5%の範囲とする。

【0016】Mn : Mnは熱間脆性を防止するために0.10%以上を添加する。しかし、2.0%を超えると第二相が多量に生成するので、Mn含有量は0.10~2.0%の範囲とする。

【0017】Al : Alは脱酸剤として添加するが、0.01%未満では脱酸効果が小さく、また0.10%を超えると介在物が増加し、高張力化した場合に疲労亀裂の起点となる。よって、Alの含有量は0.01~0.10%の範囲とする。

【0018】P : Pは、高い静的強度及び疲労耐久限度比(疲労耐久限/引張強さ)を付与する最も重要な固溶強化元素である。前記のC、Si及びMn量の規制のみでは、フェライト粒の強度が十分でなく、50kgf/mm²以上の高張力化が達成できない。Pはそのために必要な不可欠な元素であり、また、疲労耐久限度比向上に有効な固溶強化を発揮するためには0.03%以上の添加が必要である。しかし、0.15%を超えて添加すると熱間加工性や溶接性を劣化させる。よって、P含有量は0.04~0.15%の範囲とする。

【0019】以上の元素のほか、以下に示すように、必要に応じてCu、Niを適量にて添加することができ、また、更にCu及びNiに加えてCaを適量にて添加することができる。

【0020】Cu : Cuも、前記Pと同様な効果が得られる元素であるので、Pに加えて添加することができる。Pが固溶強化を利用して疲労強度を向上させるのに対し、Cuは熱間圧延プロセス後の巻取り中に微細な析出物(ϵ -Cu)を析出させることによって疲労強度を向上させるものである。この析出物は、従来の低炭素鋼におけるセメンタイト等の炭化物に比べて著しく小さいため、分散強化効果が大きく、疲労強度向上に有効である。 ϵ -Cuを析出させるためには0.03%以上が必要であるが、1.5%を超えて添加すると熱間脆性を生じ易くなる。よって、Cu含有量は0.03~1.5%の範囲とする。

【0021】但し、PとCuを複合して添加する場合には、14P+Cuの合計量が2%を超えるとこのような

効果が飽和するので、14P+Cu<2%とする。

【0022】Ni : Niは、Cuを添加する場合に熱間脆性の防止の目的で添加する。Ni含有量は概ねCu量の1/3程度は必要であるので、0.03~0.5%の範囲とする。

【0023】Ca : Caは、介在物である硫化物を球状化し応力集中を緩和するため、P、Cuによる高疲労強度化をより効果的に達成させると同時に、良好な冷間加工性を付与するため10ppm以上添加する。しかし、60ppmを超えて添加すると逆にCa系の介在物を増加するので疲労強度と冷間加工性を劣化する。よって、Ca含有量は10~60ppmの範囲とする。

【0024】次に、本発明で得られる熱延鋼板における結晶粒と第二相の体積分率の限定理由について述べる。

【0025】図1に示すように、疲労強度の観点から結晶粒は微細なほどよいが、疲労亀裂伝播の下限界(ΔK_{th})は逆に減少する。本発明で規定するP、Cuの下限量を有する鋼においては、結晶粒が25 μ mを超えると引張強さが50kg/mm²以下となり、所要の強度を確保できない。またP、Cuを含まない引張強さ50kg/mm²以上の従来の熱延低炭素鋼においては、高強度化のために結晶粒の微細化を伴っており、 ΔK_{th} は高々

【数1】

$$1.2 \text{ kg/mm}^{3/2}$$

である。少なくともこの従来の ΔK_{th} 値を達成するためには、5 μ m以上のフェライト粒度とする必要がある。よって、フェライト結晶粒径は5~25 μ mとする。

【0026】次に、第二相(マルテンサイト及び/又はペイナイト及び/又は残留オーステナイト)の体積分率については、図2に示すように10~30%の範囲で最高の ΔK_{th} が得られる。熱延鋼板のままにおいて10%未満の低体積分率にすると第二相が完全マルテンサイトにならず、逆に30%を超える高体積分率にするとマルテンサイトの炭素濃度が減少することから、いずれにしても第二相の硬さが減少する。硬さが減少すると疲労亀裂伝播の抵抗を低減してしまうので好ましくない。よって、第二相の体積分率を10~30%の範囲とする。

【0027】本発明における製造条件について説明する。

【0028】上記化学成分を有する鋼は常法により溶製、鋳造し、熱間圧延に供されるが、熱間圧延の仕上温度は、結晶粒度が上述の所定の条件を満たすべく780~900°Cの範囲とする。

【0029】仕上圧延後は、680~720°Cまで40°C/秒以上で冷却した後、次いで2~8秒間空冷後、40°C/秒以上で冷却する。680~720°Cに到達した後の空冷時間を2~8秒とするのは、第二相の体積分率が上述の如く10~30%になるようにするためである。それぞれの冷却速度を40°C/秒以上とするのは、

5

熱間圧延後のフェライト結晶粒の粗大化を防止し、Pの偏析を防止すると共に第二相をマルテンサイト及び/又はペイナイト及び/又は残留オーステナイトとするためである。

【0030】上記冷却後、巻取るが、巻取り温度はPの偏析による脆化防止及び結晶粒粗大化防止と共に ϵ -Cの析出を最大限にもたらすために500°C以下とする。

【0031】なお、本発明では、圧延まま (as roll) *

6

*の熱延プロセスで製造する場合について規定したが、連続焼鈍プロセスにおいて焼鈍温度を調整して上記結晶粒と第二相の体積分率にした鋼板を得ることも可能である。

【0032】次に本発明の実施例を示す。

【0033】

【実施例】

【表1】

試験 No.	編組- 熱延条件	化 学 成 分 (wt %)										フェライト 結晶粒径 体積分率 (μ_m) (%)	第二相 体積分率 (%)	比表面 (達成分) (%)
		C	S1	Mn	Al	P	Cu	N1	Ca	14P+Cu				
1	1-①	0.07	0.80	1.20	0.030	0.03	-	-	-	-	0.42	1.0	2.0	
2	2-②	0.07	0.81	1.20	0.032	0.010	-	-	-	-	1.4	9	1.8	
3	3-③	0.07	0.79	1.21	0.030	0.08	0.1	0.05	-	-	1.22	8	2.0	
4	4-④	0.07	0.81	1.19	0.031	0.08	0.3	0.1	-	-	1.42	1.0	1.1	
5	4-⑤	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
6	4-⑥	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
7	4-⑦	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
8	4-⑧	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
9	5-⑨	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
10	6-⑩	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
11	6-⑪	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
12	6-⑫	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
13	6-⑬	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
14	7-⑭	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
15	8-⑮	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	

(注) 热延条件は以下のとおり。
① 830°C以上昇後、700°Cまで80°C/分で冷却、10秒間空冷後、80°C/分で常温まで冷却

② 7秒
③ 5秒
④ 3秒
⑤ 2秒

に示す化学成分の鋼について、同表に示す熱延条件で熱延鋼板を製造した。なお、No. 1～No. 9は本発明例であり、No. 10～No. 13は従来の低炭素鋼の例、No. 14～No. 15は化学成分が本発明範囲外の鋼の例である。

【0034】得られた熱延鋼板について引張試験、平面曲げ疲労試験、応力比0.1の疲労亀裂伝播試験を行なうと共に、フェライト結晶粒径と第二相の体積分率を測定した。それらの結果を表1及び

【表2】

試験 No	鋼種 - 熱延条件	引張強さ σ_B (kg/mm ²)	耐久限度比 σ_u/σ_B	疲労亀裂伝播下限界 ΔK_{th} (kg/mm ^{3/2})	備考
1	1-③	50	0.68	1.8	本発明例
2	2-④	58	0.69	1.7	
3	3-③	62	0.64	1.6	
4	4-①	51	0.72	1.6	
5	4-②	60	0.68	1.6	
6	4-③	66	0.62	1.8	
7	4-④	70	0.58	1.9	
8	4-⑤	78	0.59	1.5	
9	5-③	65	0.64	1.5	
10	6-①	49	0.63	1.1	比較例 (従来成分)
11	6-②	55	0.61	1.4	
12	6-③	66	0.54	1.2	
13	6-⑤	80	0.44	1.1	
14	7-③	88	0.45	1.8	比較例
15	8-③	66	0.55	1.9	

並びに図3に示す。

【0035】各表及び図より、本発明例の熱延鋼板は、引張強さ 50 kg/mm² 以上を満足し、14P+Cu<2% を満たす範囲内で耐久限度比（疲労限度/引張強さ）は従来鋼に比べて高い値を示していることがわかる。また、フェライト結晶粒径と第二相の体積分率をそれぞれ 5~25 μm 及び 10~30% の範囲に制御した本発明例では、疲労亀裂伝播下限界（ ΔK_{th} ）も従来鋼以上の高い値を示していることがわかる。

【0036】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明によれば、疲労耐久限度比が高く、同時に疲労亀裂伝播特性も優れ

る高強度熱延鋼板が得られるので、単純平滑部材のみならず、切欠き部や溶接部などの構造的、組織的不連続部のあるような構造強度部材に利用でき、その効果は多大である。

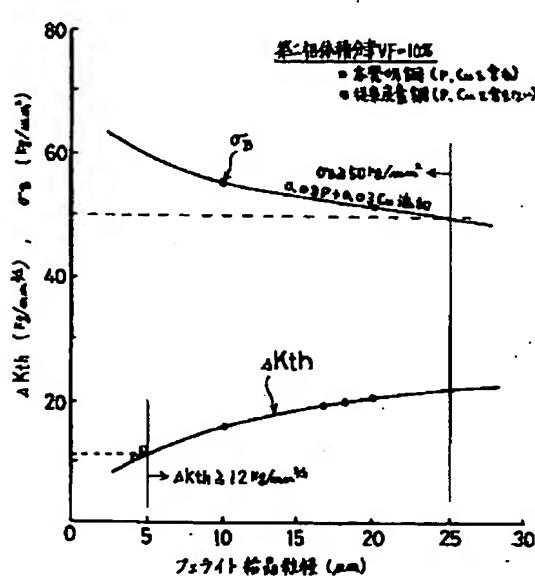
【図面の簡単な説明】

【図1】フェライト結晶粒径と引張強さ（ σ_B ）及び疲労亀裂伝播下限界（ ΔK_{th} ）の関係を示す図である。

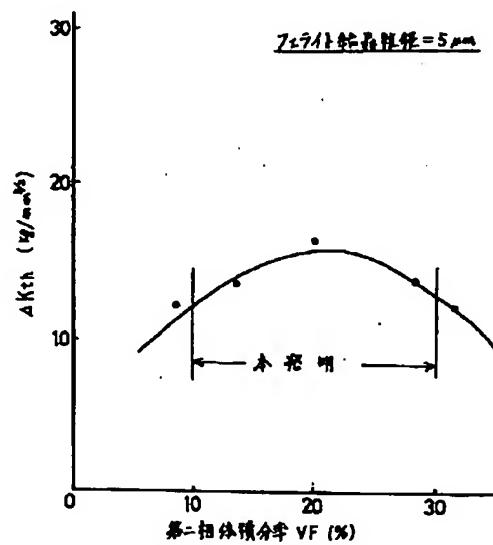
【図2】第二相の体積分率（VF）と疲労亀裂伝播下限界（ ΔK_{th} ）の関係を示す図である。

【図3】引張強さ（ σ_B ）と疲労耐久限度比（ σ_u/σ_B ）の関係を示す図である。

【図1】



【図2】



【図3】

